

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **06108152 A**

(43) Date of publication of application: **19.04.94**

(51) Int. Cl

**C21D 9/46**  
**C21D 8/02**  
**C22C 38/00**  
**C22C 38/06**  
**C22C 38/24**  
**C22C 38/28**  
**C22C 38/32**  
**C23C 2/06**

(21) Application number: **04285029**

(22) Date of filing: **30.09.92**

(71) Applicant: **KOBE STEEL LTD**

(72) Inventor: **KASHIMA TAKAHIRO  
TANAKA FUKUTERU  
SHIRASAWA HIDENORI  
YOKOI TOSHIO**

**(54) PRODUCTION OF HIGH STRENGTH  
HOT-DIPPING GALVANIZED STEEL SHEET  
EXCELLENT IN BENDING WORKABILITY**

**(57) Abstract:**

**PURPOSE:** To produce a hot-dipping galvanized steel sheet high in tensile strength, contg. a tempered martensitic structure and excellent in bending workability.

**CONSTITUTION:** This producing method is constituted of a recrystallization annealing stage in which steel contg. 0.05 to 0.3% C,  $\leq$ 0.6% Si, 0.01 to 0.10% Al, 0.6 to 3.0% Mn and  $\leq$ 0.1% P, and the balance iron with inevitable impurities is subjected to hot rolling by the

conventional method, is thereafter subjected to pickling and cold rolling and subsequently held at the  $Ac_3$  point  $-50^{\circ}\text{C}$  to  $900^{\circ}\text{C}$  for at least  $\geq 1\text{sec}$ , a galvanizing stage and a stage in which, after the these stages, it is subjected to reheating treatment at the  $Ac_1$  point or below to  $\leq 250^{\circ}\text{C}$ . After the recrystallization annealing stage and before the reheating stage, it is cooled from a temp. higher than the  $Ms$  point at least to the  $Ms$  point or below at a cooling rate higher than the critical cooling rate CR ( $^{\circ}\text{C/s}$ ) shown by the following formula:  $\ln CR = -1.18M_{\text{eq}} + 1.87$  (where  $M_{\text{eq}} = Mn + 1.52Mo + 1.10Cr + 1.4V + 100B$ ).

**COPYRIGHT:** (C)1994,JPO&Japio

(19)日本国特許庁(JP)

## (12)公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-108152

(43)公開日 平成6年(1994)4月19日

(51)Int.Cl.<sup>5</sup>

C 21 D	9/46	識別記号 J	府内整理番号 7412-4K
	8/02		
C 22 C	38/00	3 0 1	T
	38/06		
	38/24		

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数4(全8頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願平4-285029

(22)出願日 平成4年(1992)9月30日

(71)出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(72)発明者 鹿島高弘

兵庫県加古川市金沢町1番地株式会社神戸  
製鋼所加古川製鉄所内

(72)発明者 田中福輝

兵庫県加古川市金沢町1番地株式会社神戸  
製鋼所加古川製鉄所内

(72)発明者 白沢秀則

兵庫県加古川市金沢町1番地株式会社神戸  
製鋼所加古川製鉄所内

(74)代理人 弁理士 中村 尚

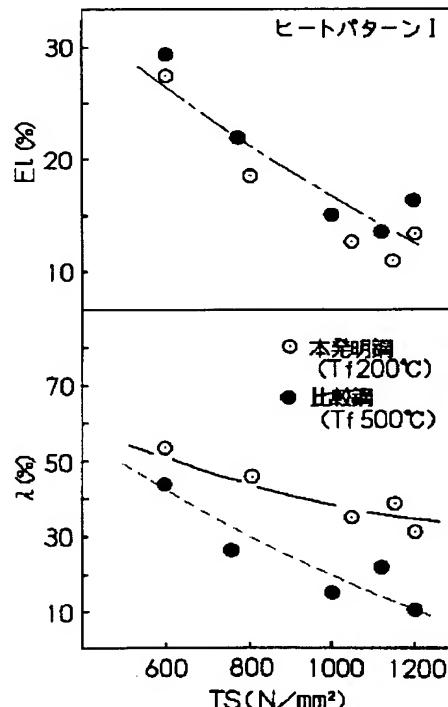
最終頁に続く

(54)【発明の名称】曲げ加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

(57)【要約】(修正有)

【目的】引張強さが440~1500N/mm<sup>2</sup>で、焼戻しマルテンサイト組織を含む曲げ加工性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板を製造する。

【構成】C:0.05~0.3%、Si:0.6%以下、Al:0.01~0.10%、Mn:0.6~3.0%、P:0.1%以下を含有し、残部が鉄及び不可避的不純物よりなる鋼を、通常の方法で熱間圧延後、酸洗、冷間圧延した後、Ac<sub>3</sub>点-50℃~900℃の温度にて少なくとも1秒以上保持することを含む再結晶焼鈍工程と、亜鉛めっきを施す工程と、これらの工程の後にAc<sub>1</sub>点以下250℃以上の温度にて再加熱処理を施す工程を有し、前記再結晶焼鈍工程の後でかつ前記再加熱処理工程の前に、Ms点より高い温度から次式、 $\ln CR = -1.18M_{eq} + 1.87$ （ここで、 $M_{eq} = Mn + 1.52Mo + 1.10Cr + 1.41V + 100B$ ）で示される臨界冷却速度CR(℃/s)以上の冷却速度にて、少なくともMs点以下まで冷却する。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で(以下、同じ)、C:0.05~0.3%、Si:0.6%以下、Al:0.01~0.10%、Mn:0.6~3.0%、P:0.1%以下を含有し、残部が鉄及び不可避的不純物よりなる鋼を、通常の方法で熱間圧延後、酸洗、冷間圧延した後、 $A_{c3}$ 点-50℃~900℃の温度にて少なくとも1秒以上保持することを含む再結晶焼鈍工程と、亜鉛めっきを施す工程と、これらの工程の後に $A_{ci}$ 点以下250℃以上の温度にて再加熱処理を施す工程を有し、更に、前記再結晶焼鈍工程の後でかつ前記再加熱処理工程の前に、Ms点より高い温度から次式、

$$LnCR = -1.18Mneq + 1.87$$

ここで、 $Mneq = Mn + 1.52Mo + 1.10Cr + 1.41V + 100B$

で示される臨界冷却速度CR(℃/s)以上の冷却速度にて、少なくともMs点以下まで冷却することを特徴とする、焼戻しマルテンサイト組織を有する曲げ加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項2】 更にMo:0.01~1.0%、Cr:0.1~1.5%、V:0.1~1.5のうちの1種又は2種以上を含有している請求項1に記載の方法。

【請求項3】 更にNb:0.01~0.05%、Ti:0.01~0.05%のうちの1種又は2種を含有している請求項1又は2に記載の方法。

【請求項4】 更にB:30ppm以下を含有している請求項1、2又は3に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は曲げ加工性に優れた溶融亜鉛めっき高強度鋼板に関し、より詳しくは、引張強さがおよそ440~1500N/mm<sup>2</sup>の焼戻しマルテンサイト組織を含む曲げ加工性に優れた溶融亜鉛めっき高強度鋼板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 近年、自動車の安全性及び軽量化対策として加工性の優れた高強度冷延鋼板が使用されるに至っている。また、自動車の寿命向上のために冷延鋼板に防錆力の向上が強く望まれている。最近においては、自動車用バンパー、ドアインパクトビーム等の補強部材に高強度の合金化溶融亜鉛めっき鋼板が要望されている。自動車用バンパー、ドアインパクトビーム等は、加工についても複雑で特に曲げ加工性や伸びフランジ性が必要な部品である。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】 従来、強度の高い補強部材には、上記のように、優れた曲げ加工性や伸びフランジ加工性が要求されているが、溶融亜鉛めっき鋼板の場合には、焼戻しマルテンサイト組織を利用するのが効果的であるものの、連続処理ラインにてそれらの特性を

付与することが困難であった。

【0004】 本発明は、上記従来技術に鑑み、引張強さがおよそ440~1500N/mm<sup>2</sup>で、焼戻しマルテンサイト組織を含む曲げ加工性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板を製造し得る方法を提供することを目的とするものである。

【0005】

【課題を解決するための手段】 前記課題を解決するため、本発明者らは、溶融亜鉛めっき工程を含む連続処理ラインにて特に曲げ加工性(λ値)を改善するため鋭意研究を重ねた結果、熱間圧延、冷間圧延、再結晶焼鈍工程、亜鉛めっき工程による製造する際に、亜鉛めっき工程の後に再加熱工程を設け、更に、再結晶焼鈍工程の後で且つ再加熱工程の前に、所定の冷却速度で冷却する焼入れを行って焼き戻しマルテンサイトを得ることにより可能であることを見い出し、ここに本発明を完成したのである。

【0006】 すなわち、本発明は、C:0.05~0.3%、Si:0.6%以下、Al:0.01~0.10%、Mn:0.6~3.0%、P:0.1%以下を含有し、必要に応じて更にMo:0.01~1.0%、Cr:0.1~1.5%、V:0.1~1.5のうちの1種又は2種以上、又はNb:0.01~0.05%、Ti:0.01~0.05%のうちの1種又は2種、或いはB:30ppm以下を適宜組み合わせて含有し、残部が鉄及び不可避的不純物よりなる鋼を、通常の方法で熱間圧延後、酸洗、冷間圧延した後、 $A_{c3}$ 点-50℃~900℃の温度にて少なくとも1秒以上保持することを含む再結晶焼鈍工程と、亜鉛めっきを施す工程と、これらの工程の後に $A_{ci}$ 点以下250℃以上の温度にて再加熱処理を施す工程を有し、更に、前記再結晶焼鈍工程の後でかつ前記再加熱処理工程の前に、Ms点より高い温度から次式、

$$LnCR = -1.18Mneq + 1.87$$

ここで、 $Mneq = Mn + 1.52Mo + 1.10Cr + 1.41V + 100B$

で示される臨界冷却速度CR(℃/s)以上の冷却速度にて、少なくともMs点以下まで冷却することを特徴とする、焼戻しマルテンサイト組織を有する曲げ加工性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法を要旨としている。

【0007】

【作用】

【0008】 以下に本発明を更に詳細に説明する。まず本発明における鋼の化学成分の限定理由について説明する。

【0009】 C:Cは鋼板の焼き入れ性を高める元素であり、マルテンサイト組織の体積率を増加させ、また鋼の強度にも大きく寄与し、本発明で最も重要な元素である。すなわち、所定の強度を確保し、かつ曲げ加工性を有するためには、少なくとも3%以上のマルテンサイト

組織を本発明の製造方法の工程中に予め生成させる必要があり、このため焼き入れ性を考慮しても、Cは少なくとも0.05%以上添加しなければならない。それ以下の添加量の場合には本発明の製造方法では有効なマルテンサイト組織やその体積率を確保できず、高い強度のもとで十分な曲げ加工性や伸びフランジ加工性を有することはできない。また、C量の上限については、100%マルテンサイト組織を得るために0.3%のC量で十分であり、これ以上の添加は炭化物の生成により延性を低下させ、また溶接性も劣化させる。よつて、C量は0.05~0.3%の範囲とする。

【0010】Si:Siは延性を劣化させることなく強度を上昇させる固溶強化元素として有効である。また、フェライト中の固溶Cをオーステナイト中へ排除する効果を有するので、オーステナイトの安定化によりマルテンサイトの生成を促す作用がある。しかし、Siは亜鉛めっきを施す際にめっき密着性を劣化させ、合金化処理では不めっきの原因となる元素である。このため、Si量は0.6%以下とする。

【0011】Mn:Mnの適量な添加は、本発明の製造工程のうち焼入れ工程で、Ms点以下までの冷却過程において比較的緩い冷却速度にてマルテンサイト相を生成させることができる。しかし、過度に添加するとバンド組織が発達し、延性などが低下するだけでなく、コスト高になるため、Mn量は0.6~3.0%の範囲とする。

【0012】P:PはSiと同様の作用を有し、強度と伸びとのバランスを確保するために有効であるが、0.1%より多く添加するとめっき不良等が発生するので、P量は0.1%以下とする。なお、上記効果を得るには0.02%以上が望ましい。

【0013】Al:Alは鋼の脱酸のために添加され、そのためには0.01%以上が必要であるが、過多に添加しても効果が飽和するのみならず、めっき不良を招くので、0.01%以上0.1%以下とする。

【0014】なお、本発明においては、上記各必須成分の他、必要に応じて、Mo:0.01~1.0%、Cr:0.1~1.5%、V:0.1~1.5%の群、Nb:0.01~0.05%、Ti:0.01~0.05%の群、B:30ppm以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有させてもよい。

【0015】Mo:Moはオーステナイト相を著しく安定化し、冷却過程においてマルテンサイト相の生成を容易にするため、必要に応じて添加される。しかし、添加量が少ないと、マルテンサイト相を得ることができないため、0.01%以上の添加が必要であるが、1.5%を超えて添加するとめっき不良を招くので、添加量は0.01~1.5%の範囲とする。

【0016】Cr、V:Cr及びVは、Mnと同様な効果を有し、オーステナイト相を安定化し、マルテンサイト相の生成を容易にするため、必要に応じて添加される。

その効果を得るためには、少なくとも各々0.1%が必要であるが、過多に添加すると延性を低下させる。このため、Cr及びVの添加量を各々0.1~1.5%の範囲とする。

【0017】Nb、Ti:Nb及びTiは、鋼中のCと結合し炭化物を生成する元素で、マルテンサイト組織などの第2相組織には影響しない。しかし、炭化物による高強度化を図る上で有効な元素であるため添加されることがあり、本発明においては有効に使用することができる元素である。高強度に有効なこれら成分の範囲は、各々0.01~0.05%の範囲である。

【0018】B:Bはオーステナイト粒界に偏析し、フェライト粒の核生成を抑えてマルテンサイト組織の焼き入れ性を高める元素である。この効果は30ppmを超えると飽和するので、コスト低減のために30ppm以下とする。

【0019】次に本発明の方法における製造条件について説明する。

【0020】まず、上記の化学成分を有する鋼は、通常の方法で熱延、酸洗、冷延を行った後、再結晶焼鈍工程、めっき工程により溶融亜鉛めっき鋼板とする。

【0021】ここで、再結晶焼鈍はAc<sub>3</sub>点-50℃~900℃の温度にて少なくとも1秒以上保持する条件で行う。均熱温度が下限以下では充分なオーステナイト組織の量を生成することができなく、このため、焼戻しマルテンサイト組織量も少なくなり、必要な伸びフランジ性を得られない。また900℃を超えるとその効果は飽和し、経済的負担が大となるので、好ましくない。

【0022】そして、溶融亜鉛めっき鋼板の組織を焼戻しマルテンサイト相とするために、フェライト+オーステナイト相以上の温度にて、まず鋼の組織をフェライト+オーステナイト相又はオーステナイト単相にする。すなわち、フェライト+オーステナイト相又はオーステナイト単相とするためには、Ac<sub>3</sub>点-50℃~900℃の温度に少なくとも1秒以上保持する必要がある。

【0023】この後、マルテンサイト組織を生成する開始温度以下の温度まで次式、

$$\text{LnCR} = -1.18\text{Mn}_{eq} + 1.87$$

ここで、 $\text{Mn}_{eq} = \text{Mn} + 1.52\text{Mo} + 1.10\text{Cr} + 1.41\text{V} + 100\text{B}$

定義されるCR(℃/s)以上の速度冷却にて、オーステナイト相がマルテンサイト相に変態するMs点以下の温度まで焼き入れることで、オーステナイト相をマルテンサイト相とする。このMs点は鋼の化学成分や熱処理条件によって変化し、またこれらを利用してMs点の温度を変化させても良い。

【0024】本発明では、更にオーステナイト相が再生成することのないAc<sub>1</sub>点以下250℃以上の温度にて再加熱することで、曲げ加工性に優れた焼戻しマルテンサイト組織を得るものである。なお、この再加熱処理は合

金化のための熱処理であってもよい。

【0025】この焼入れは、再加熱処理の前に行なうこと は云うまでもないが、再結晶焼鈍工程の後であれば、めつき工程の前後のいずれで行ってもよい。

【0026】なお、これらの熱処理の各工程は、これらの工程を連続的に行なう溶融亜鉛めつきラインにおいて実施できることは云うまでもなく、更には、亜鉛めつきを施す工程の後にバッチ焼鈍によって再加熱処理を行う場合も可能である。また、連続溶融亜鉛めつきを施す前後に連続焼鈍ラインとして置いてもよい。

【0027】次に本発明の実施例を示す。勿論、本発明はこの実施例により何ら制限されるものではない。

#### 【0028】

##### 【実施例】

No.	C	Si	Mn	P	S	A1	Mo	Cr	V	Ti	Nb	B	備考
													比較鋼
													本発明鋼
1	0.02	0.12	2.1	0.008	0.002	0.05	—	—	—	—	—	—	—
2	0.08	0.10	2.2	0.007	0.001	0.04	—	—	—	—	—	—	—
3	0.15	0.11	2.0	0.006	0.002	0.05	—	—	—	—	—	—	—
4	0.24	0.12	2.1	0.005	"	0.06	—	—	—	—	—	—	—
5	0.45	0.11	2.1	0.008	"	0.05	—	—	—	—	—	—	—
6	0.25	0.10	2.0	0.007	"	0.06	0.5	—	—	—	—	—	—
7	0.24	0.11	"	"	"	0.05	—	0.5	—	—	—	—	—
8	0.25	0.10	2.1	0.008	"	0.06	—	—	0.5	—	—	—	—
9	0.26	0.09	2.2	0.007	"	0.05	—	—	—	0.03	—	—	—
10	0.24	0.10	"	"	"	"	—	—	—	—	0.03	—	—
11	0.23	0.12	2.1	0.008	"	0.04	—	—	—	—	—	0.002	—
12	0.15	0.2	2.0	0.08	"	0.05	—	—	—	—	—	—	—
13	0.14	0.4	2.1	"	"	0.04	—	—	—	—	—	—	—
14	0.15	0.5	2.0	"	0.001	0.04	—	—	—	—	—	—	—
15	0.14	0.02	"	0.07	"	0.05	—	—	—	—	—	—	—
16	0.15	0.1	0.8	"	0.002	"	—	—	—	—	—	—	—
17	0.14	"	1.5	0.08	"	"	—	—	—	—	—	—	—
18	"	"	2.5	"	"	0.06	—	—	—	—	—	—	—
19	0.15	0.1	2.0	0.05	"	0.05	—	—	—	—	—	—	—
20	0.14	"	"	0.03	"	0.06	—	—	—	—	—	—	—
21	"	"	"	0.01	"	0.04	—	—	—	—	—	—	—

【0029】表1に示す化学成分を有する鋼を溶製し、20mm厚のスラブにした。これを仕上温度850°C、巻取温度560°Cで熱間圧延し、3.2mm厚の熱延鋼板とした。得られた鋼板を酸洗し、冷間圧延により1.2mm厚の冷延鋼板とした。得られた冷延鋼板について、図1～図3に示す3つのヒートパターンにて熱処理を施した。表2及び表3に、各種ヒートサイクルでの再結晶焼鈍の均熱温度(Ts)、焼入れ(各図に焼入れ温度600°C又は750°Cを示す)での冷却速度(CR)及び冷却終了温度(Tf)、再加熱温度(To)及びその保持時間(to)を示す。得られた溶融亜鉛めっき鋼板の機械的性質も併記する。

#### 【0030】

##### 【表1】

【0031】

【表2】

試験 No.	鋼種 No.	T <sub>s</sub> (°C)	均熱時間 (s)	T <sub>f</sub> (°C)	T <sub>o</sub> (°C)	OA時間 t <sub>o(s)</sub> (N/mm <sup>2</sup> )	T <sub>S</sub> (%)	E <sub>1</sub> (%)	λ (%)	ヒート パターン パターン	区分
1	1	820	15	500	550	1.5	450	35	75	I	比較例
2	1	"	"	200	"	"	453	37	68	"	"
3	2	"	"	500	"	"	600	29	44	"	"
4	2	"	"	200	"	"	"	28	54	"	本発明例
5	3	"	"	500	"	"	760	23	27	"	比較例
6	3	"	"	200	"	"	800	18	50	"	本発明例
7	4	"	"	500	"	"	1000	13	13	"	比較例
8	4	"	"	400	"	"	1200	12	10	"	"
9	4	"	"	380	"	"	1170	13	16	"	"
10	4	"	"	300	"	"	1025	12	38	"	本発明例
11	4	"	"	180	"	"	1175	11	32	"	"
12	4	"	"	100	"	"	1200	13	35	"	"
13	5	"	"	200	"	"	1027	14	18	"	比較例
14	6	"	"	"	"	"	1121	12	38	"	本発明例
15	7	"	"	"	"	"	1192	13	39	"	"
16	8	"	"	"	"	"	1208	11	40	"	"
17	9	"	"	"	"	"	1210	10	35	"	"
18	10	"	"	"	"	"	1195	12	37	"	"
19	11	"	"	"	"	"	1183	13	35	"	"
20	4	840	"	"	"	"	1300	8	35	"	"

【0032】なお、ヒートパターン(I)は、再結晶焼純工程と焼入れ工程とめっき工程と再加熱工程を連続的に行うパターンであり、ヒートパターン(II)は、再結晶焼純工程とめっき及び焼入れ工程を連続的に行い、再加熱工程をバッチ工程とするパターンであり、ヒートパターン(III)は、再結晶焼純工程と焼入れ工程を連続的に行い、めっき工程と再加熱工程をバッチ工程とするパターンである。

【0033】表2及び表3中のλ値は曲げ加工性を示す値で、その試験方法は図4に示すように、予め10mmφ

の穴を打ち抜き、先端60°の円錐ポンチにて穴周囲に割れが生じるまでこの穴を拡げる穴拡げ試験により、その拡がりの割合(穴拡げ率)で評価した。穴拡げ率λは、 $\lambda = [(d_0 - d_s)/d_0] \times 100 (\%)$  (ここでd<sub>0</sub>:初期穴径10mmφ) の式で求めた。

【0034】表2及び表3より以下の如く考察される。

【0035】比較例No. 1～No. 2はC量が少ない例であり、マルテンサイト量が少ないためにあまり効果はなく、特にλ値が低い。

【0036】No. 3～No. 4、No. 5～No. 6、及びN

No. 7～No. 12は、それぞれ鋼種No. 2、No. 3及びNo. 4について冷却終了温度( $T_f$ )をおよそ500～100℃まで変化させた例である。この場合のMs点はどの鋼種も350℃±30℃の範囲にあり、この温度より高い冷却終了温度( $T_f$ )の場合(比較例No. 3、No. 5、No. 7～No. 9)は、良好な $\lambda$ 値が認められない。

【0037】No. 13～No. 19は、鋼種No. 5(本発明範囲外)とNo. 6～No. 11について本発明範囲内の条件で熱処理を行った例であり、鋼種No. 5以外の鋼種については良好な曲げ加工性を有することがわかる。

【0038】No. 20～No. 24は再結晶焼純の均熱温度( $T_s$ )を変化させた例であり、本発明請求範囲外の均熱温度( $A_{C3}$ 点～50℃未満)の場合(No. 24)では良好な曲げ加工性は得られない。

【0039】No. 25～No. 28及びNo. 29～No. 30は、それぞれ図1に示すヒートパターンIIとヒートパターンIIIの場合の例であり、ヒートパターンIの場合と同様に良好な曲げ加工性を有している。

【0040】No. 31～No. 40は、鋼種No. 12～No. 21についてヒートパターンIを適用した例であり、いずれも良好な曲げ加工性を有している。

【0041】図5には、表2及び表3の例の中で、 $T_s$ 1000～1200N/mm<sup>2</sup>級鋼種について $\lambda$ 値に及ぼ

す冷却終了温度( $T_f$ )の影響を示した。この鋼種のMs点は350℃で、これより低い温度まで冷却した場合には $\lambda$ 値の向上が認められる。また、図6には、同様にTS600N/mm<sup>2</sup>～1200N/mm<sup>2</sup>級鋼についての本発明鋼と比較鋼のTS-E<sub>I</sub>及びTS- $\lambda$ バランスを示した。 $\lambda$ 値向上の効果はほぼ600N/mm<sup>2</sup>級以上からより顕著に認められた。

#### 【0042】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明によれば、引張強さがおよそ440～1500N/mm<sup>2</sup>で、焼戻しマルテンサイト組織を含む曲げ加工性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板を製造することができるので、特に自動車用材料の製造に適している。

#### 【図面の簡単な説明】

【図1】ヒートパターンIを示す図である。

【図2】ヒートパターンIIを示す図である。

【図3】ヒートパターンIIIを示す図である。

【図4】穴抜き試験を説明する図である。

【図5】 $\lambda$ 値に及ぼす冷却終了温度( $T_f$ )の影響を示す図である。

【図6】TS-E<sub>I</sub>バランス及びTS- $\lambda$ バランスを示す図である。

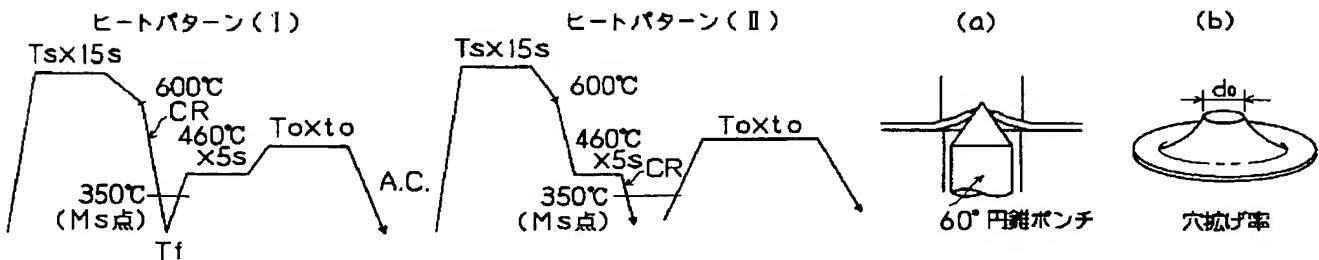
#### 【表3】

試験 No.	鋼種 No.	T <sub>s</sub> (℃)	T <sub>f</sub> (℃)	均燃時間 (s)	T <sub>o</sub> (℃)	O/A時間 t <sub>o</sub> (s)	T/S (N/mm <sup>2</sup> )	E1 (%)	λ (%)	ヒート パターン	区分
2.1	4	800	15	200	550	15	1260	1.2	3.8	I	本発明例
2.2	"	780	"	"	"	"	1100	1.1	3.0	"	"
2.3	"	760	"	"	"	"	1000	1.0	3.5	"	"
2.4	"	680	"	"	"	"	1100	1.0	1.2	"	比較例
2.5	"	820	"	"	"	200	3600	1200	1.0	3.9	II
2.6	"	"	"	"	"	300	"	1150	7	3.8	"
2.7	"	"	"	"	"	400	"	1045	8	4.1	"
2.8	"	"	"	"	"	500	"	1200	1.1	3.8	"
2.9	"	"	"	R.T.	550	1.5	1021	1.3	2.6	III	"
3.0	"	820	"	"	550	"	1051	1.0	3.7	"	"
3.1	12	820	15	200	550	1.5	900	1.5	4.8	I	"
3.2	13	"	"	"	"	"	950	1.2	4.5	"	"
3.3	14	"	"	"	"	"	980	1.0	4.3	"	"
3.4	15	"	"	"	"	"	850	1.7	5.2	"	"
3.5	16	"	"	"	"	"	830	1.9	5.3	"	"
3.6	17	"	"	"	"	"	850	1.6	5.3	"	"
3.7	18	"	"	"	"	"	860	1.6	5.2	"	"
3.8	19	"	"	"	"	"	870	1.5	5.0	"	"
3.9	20	"	"	"	"	"	880	1.4	5.3	"	"
4.0	21	"	"	"	"	"	890	1.4	5.0	"	"

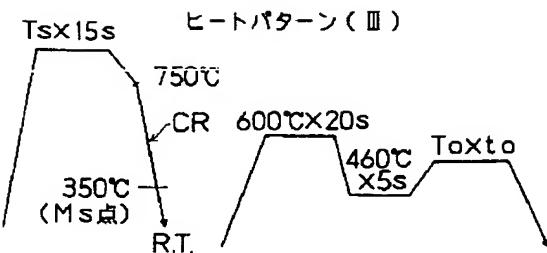
【図1】

【図2】

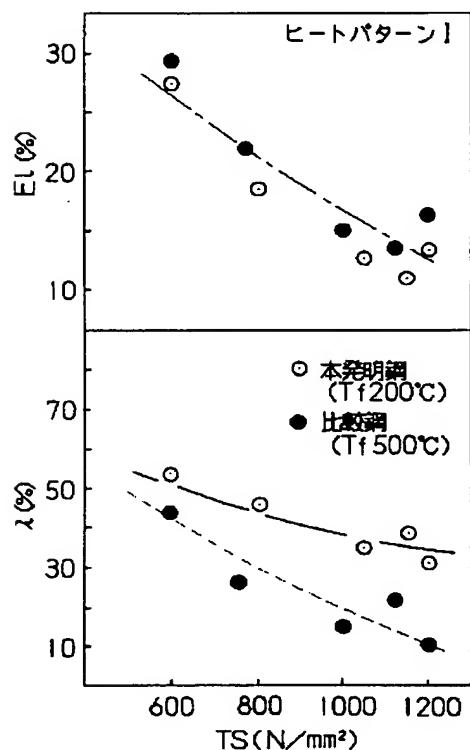
【図4】



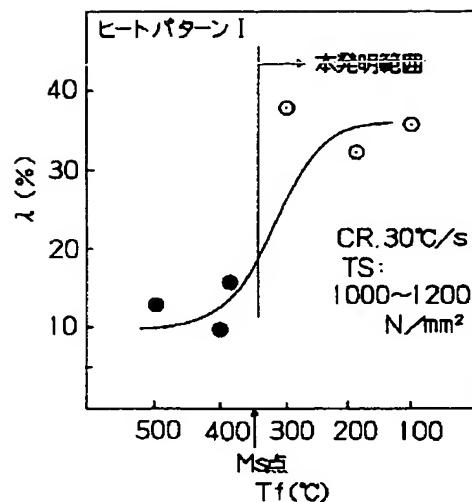
【図3】



【図6】



【図5】



フロントページの続き

(51) Int.Cl.<sup>5</sup>  
C 22 C 38/28  
38/32  
C 23 C 2/06

識別記号 庁内整理番号 F I

技術表示箇所

(72) 発明者 横井利雄  
兵庫県加古川市金沢町1番地株式会社神戸  
製鋼所加古川製鉄所内